

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2000-268340
 (43)Date of publication of application : 29.09.2000

(51)Int.Cl.

G11B 5/66
 C23C 14/58
 G11B 5/85
 H01F 10/16
 H01F 41/18

(21)Application number : 11-066857

(71)Applicant : FUJITSU LTD

(22)Date of filing : 12.03.1999

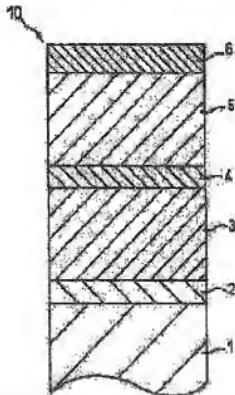
(72)Inventor : SHIMODA KAZUMASA

(54) MAGNETIC RECORDING MEDIUM AND ITS MANUFACTURE

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a magnetic recording medium which is useful in use especially in an HDD, whose coercive force is high and also whose recording density is high.

SOLUTION: This magnetic recording medium is provided with a nonmagnetic substrate 1, a substrate layer 3 which is formed on the substrate 1 by a sputtering operation and which is composed of an Ni-based nonmagnetic material. The recording medium is provided with a magnetic layer 4 which is formed on the substrate 1 by a sputtering operation and which is composed of a Co-based magnetic alloy. The magnetic layer 4 is constituted of magnetic alloy particles. In addition, the magnetic layer is constituted in such a way that a nonmagnetic metal element having an action to reduce the magnetic interaction between the magnetic alloy particles is diffused to the grain boundary between the magnetic alloy particles.



LEGAL STATUS

- [Date of request for examination] 10.03.2005
- [Date of sending the examiner's decision of rejection]
- [Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]
- [Date of final disposal for application]
- [Patent number]
- [Date of registration]
- [Number of appeal against examiner's decision of rejection]
- [Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]
- [Date of extinction of right]

* NOTICES *

JPO and INPI are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
2.**** shows the word which can not be translated.
3.In the drawings, any words are not translated.

CLAIMS

[Claim 1]

[Claim 1] the magnetic recording medium characterize by to be make for the non-magnetic metal element which have the operation which said magnetic layer consist of [operation] magnetic alloy particles , and make the grain boundary of those magnetic particles reduce the magnetic interaction between magnetic particles in the magnetic recording medium which have the magnetic layer which consists of the substrate layer and Co system magnetism alloy which be formed of sputtering one by one on a nonmagnetic substrate and its substrate . respectively , and which consist of a nickel system non-magnetic material to be spread

[Claim 2] The magnetic-recording medium according to claim 1 characterized by being made to be spread by said non-magnetic metal element's originating in the non-magnetic metal contained in said magnetic layer, and performing annealing after formation of said magnetic layer by the grain boundary of said magnetic particle.

[Claim 3] The magnetic-recording medium according to claim 1 characterized by being made to emit from the metal diffusion layer which said non-magnetic metal element becomes from the non-magnetic metal which adjoined said magnetic layer and has been arranged by diffusion, and being made to be spread by the grain boundary of said magnetic particle.

[Claim 4] The magnetic-recording medium according to claim 3 by which said metal diffusion layer is characterized by being arranged right above [of said magnetic layer], middle, or directly under the,

[Claim 5] The magnetic-recording medium according to claim 3 or 4 characterized by said non-magnetic metal element being made to be spread by performing annealing after formation of said magnetic layer and said metal diffusion layer by the grain boundary of said magnetic particle.

[Claim 6] A magnetic-recording medium given in any 1 term of claims 1-5 characterized by being the member chosen from the group which said non-magnetic metal element becomes from Cr, Mo, and C.

[Claim 7] It is SiO₂ to CoPt or the CoCrPt alloy with which Co system magnetism alloy of said magnetic layer uses Co as a principal component. Magnetic-recording medium given in any 1 term of claims 1-6 characterized by being the added alloy.

[Claim 8] A magnetic-recording medium given in any 1 term of claims 1-7 characterized by nickel system non-magnetic material of said substrate layer being NiP or the NiZr alloy which uses nickel as a principal component.

[Claim 9] A magnetic-recording medium given in any 1 term of claims 1-8 characterized by including further the adhesion layer for improving adhesion of a substrate and a substrate layer between said nonmagnetic substrate and the substrate layer which consists of said nickel system non-magnetic material.

[Claim 10] A magnetic-recording medium given in any 1 term of claims 1-9 to which said nonmagnetic substrate is characterized by being a silicon substrate, a carbon substrate, a glass substrate, or a glass-ceramics substrate.

[Claim 11] A magnetic-recording medium given in any 1 term of claims 1-10 characterized by coercive force being 2.0 or more kOes.

[Claim 12] Were formed of sputtering one by one on a nonmagnetic substrate and its substrate, respectively. It has the magnetic layer which consists of the substrate layer and Co system magnetism alloy which consist of a nickel system non-magnetic material. Said magnetic layer consists of magnetic alloy particles in that case. To and the grain boundary of those magnetic particles in manufacturing the magnetic-recording medium the non-magnetic metal element which has the operation which makes the magnetic interaction between magnetic particles reduce is made to diffuse the inside of said magnetic layer — or the non-magnetic metal corresponding to said non-magnetic metal element is included in the metal diffusion layer which adjoined said magnetic layer and has been arranged — making — said magnetic layer — and it exists, if it becomes The manufacture approach of the magnetic-recording medium characterized by making the grain boundary of said magnetic particle diffuse said non-magnetic metal element by performing annealing after formation of said metal diffusion layer.

[Claim 13] The manufacture approach according to claim 12 characterized by carrying out said annealing at the temperature of less than 600 degrees C.

[Claim 14] The manufacture approach according to claim 12 or 13 characterized by carrying out formation by sputtering of said each class under sufficient pressure promoting granular growth of those layers.

[Translation done.]

* NOTICES *

JPO and INPI are not responsible for any
damages caused by the use of this translation.

- 1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
- 2.**** shows the word which can not be translated.
- 3.In the drawings, any words are not translated.

DETAILED DESCRIPTION

[Detailed Description of the Invention]

[0001]

[Field of the Invention] When this invention is described in more detail about a magnetic-recording medium, it relates to the magnetic-recording medium which can be used in favor of the hard disk drive (hereinafter "HDD") of a computer. This invention relates to the manufacture approach of such a magnetic-recording medium again.

[0002]

[Description of the Prior Art] Improvement in recording density, i.e., the demand of a raise in recording density, is increasing also by the magnetic-recording medium used for it with increase of a remarkable capacity in recent years in HDD. The conventional magnetic-recording medium consists of a nonmagnetic substrate and a thin film (magnetic layer) of the magnetic material formed on the substrate as everyone knows, and in order that it may avoid that the engine performance of a magnetic layer receives a bad influence with the ingredient of the substrate, it is usually still more common to prepare a substrate layer between a nonmagnetic substrate and a magnetic layer. If it explains still more concretely, the magnetic-recording medium which formed the substrate layer of the alloy which makes Cr, nickel, or them a principal component on the nonmagnetic substrate, and formed the magnetic layer which consists of alloys which use Co as a principal component further, such as CoCrTa and CoCrPt, on this substrate layer is used now as a thing in which high recording density is possible. Moreover, heightening coercive force for record maintenance is called for with improvement in such recording density.

[0003] In order to heighten the coercive force of the magnetic layer, it is necessary to make the adjacent magnetic particles which it is required to improve the membrane of the magnetic layer, and specifically constitute a magnetic layer separate in a magnetic-recording medium. In order to satisfy this demand, by one general approach, using a CoCr system alloy for a magnetic layer, and performing substrate heating at the time of membrane formation of that magnetic layer is performed, according to this approach — a magnetic grain boundary — nonmagnetic — between magnetic particles is magnetically separable by making Cr segregate. For example, as the typical lamination is shown in drawing 1, the magnetic-recording medium 50 which carried out the laminating of a protective coat 55 and the lubricant layers 58, such as the magnetic layer 54 of Co system alloys, such as the metal layers 52, such as Cu, Rh, and Pd, Cr substrate layer 53, CoOrTa, CoNiOr, and CoOrPt, and carbon (C), is indicated one by one by JP,6-96431,A on the nonmagnetic substrates 51, such as glass, a ceramic, and carbon. Moreover, in manufacture of this magnetic-recording medium, it needs to heat a substrate over 10 minutes at the temperature of 300 degrees C for improvement in the property of a magnetic layer as indicated by that example. By this magnetic-recording medium, while preventing the oxygen from a substrate etc. reaching to Cr substrate layer, metal layers, such as Cu, were inserted so that the field (110) of Cr might become parallel to a substrate side, and although high coercive force is acquired, desirable crystal growth is realized. However, since a burst size and a type of gas change according to the condition of the adhesion film of humidity or a chamber and un-arranging [of becoming the destabilizing factor of the property of the formed magnetic layer] is caused, in order to acquire the property stabilized more how to twist is desirable [un-arranging / that are heating of a substrate performs it, the adsorption gas which exists in a substrate and a membrane-formation chamber is emitted, and the degree of vacuum in a chamber falls / and this gas].

[0004] As another general approach, there is the approach of forming a magnetic layer by sputtering (hereinafter a "spatter") under the pressure of high argon (Ar) gas. The magnetic layer formed by this approach serves as membrane with many voids (opening), and adjacent magnetic particles are separated spatially and magnetically. In the case of the magnetic-recording medium manufactured using this approach, it was common to have formed from Cr the substrate layer formed in the bottom of a magnetic layer in an early phase, but recently, it is increasing for [such as magnetic properties,] improvement (for example, the example which uses a NiP alloy so that it may be indicated by JP,8-171716,A). In JP,8-171716,A, as the typical lamination is shown in drawing 2 On the nonmagnetic substrates 61, such as aluminum, glass, silicon, and Carbon The deposit 62 of NiP, the nucleation layer 63 containing NiP and a doping agent, a CoPt system alloy and a specific separating-medium compound with bigger bond strength than 90 Kcal/s/a mol (it As(es)) The magnetic-recording medium 60 which carried out the laminating of the protective coat 65 and the lubricant layers 66 containing oxide or nitrides, such as B, Ce, Co, and Cr, such as a magnetic layer 64 and carbon (C), is indicated. By this magnetic-recording medium, since the magnetic particle 70 which constitutes

a magnetic layer is almost uniform size and it is separated into homogeneity by the separating-medium compound 71 as typically shown in drawing 3, it is effective in the optimal recording characteristic being acquired. Moreover, the sputter for forming a magnetic layer is H₂O. It can carry out using the vacuum deposition system whose partial pressure is less than 5.0x10 to 5 Torrs and whose Ar gas pressure is less than 20x10 to 3 Torrs, however, the magnetic-recording medium obtained using the sputter under such high Ar gas pressure — general — at most — in order not to pass for the coercive force of 1.6-1.8kOe or its near to be shown but to meet the latest demand to a medium, it is desirable to heighten coercive force to at least 2.0 or more kOes. Moreover, if the compound (nickel3 P) of nickel and P is directly formed on a glass substrate etc. like the publication to JP,8-171716,A from an experiment of this invention persons, it will have become clear that the adhesion to the substrate of a magnetic layer is not good, either.

[0005]

[Problem(s) to be Solved by the Invention] It is high coercive force very much, and the purpose of this invention is in the thing which can cancel a trouble of a Prior art which was described above and can use it in favor especially of HDD and for which it follows and the magnetic-recording medium in which high recording density is possible is offered. Moreover, another purpose of this invention is to offer the advantageous manufacture approach of such a magnetic-recording medium.

[0006] He could understand easily the purpose which this invention described above, and the other purposes from the following detailed explanation.

[0007]

[Means for Solving the Problem] This invention is set to the one field. On a nonmagnetic substrate and its substrate one by one in the magnetic-recording medium which has the magnetic layer which consists of the substrate layer and Co system magnetism alloy which were formed of sputtering, respectively, and which consist of a nickel system non-magnetic material. The magnetic-recording medium characterized by being made for the non-magnetic metal element which has the operation which said magnetic layer consists of [operation] magnetic alloy particles, and makes the grain boundary of those magnetic particles reduce the magnetic interaction between magnetic particles to be spread is offered.

[0008] This invention is set to the field of another. On a nonmagnetic substrate and its substrate moreover, one by one it has the magnetic layer which consists of the substrate layer and Co system magnetism alloy which were formed of sputtering, respectively, and which consist of a nickel system non-magnetic material. Said magnetic layer consists of magnetic alloy particles in that case. To and the grain boundary of those magnetic particles in manufacturing the magnetic-recording medium the non-magnetic metal element which has the operation which makes the magnetic interaction between magnetic particles reduce is made to diffuse the non-magnetic metal corresponding to said non-magnetic metal element is included in the metal diffusion layer which adjoined said magnetic layer or said magnetic layer, and has been arranged — making — said magnetic layer — and it exists, if it becomes The manufacture approach of the magnetic-recording medium characterized by making the grain boundary of said magnetic particle diffuse said non-magnetic metal element is offered by performing annealing after formation of said metal diffusion layer.

[0009] It explains the operation effectiveness with reference to drawing 4 which shows the lamination near the magnetic layer of a magnetic-recording medium in order to make an understanding easy, also although this invention will become clear from the following detailed explanation, a part of drawing 5 which shows an example with the desirable magnetic-recording medium according [drawing 4] to this invention — a layer is expanded and shown and the magnetic layer 4 which consists of CoCrPt(SiO₂) is formed on the substrate layer 3 which consists of NiP. After many magnetic particles (it is generally also called "magnetic grain") have opened few openings between particles, the magnetic layer 4 is densely arranged, so that it may be illustrated. And on the magnetic layer 4, the metal diffusion layer 5 which contacts it soon and consists of non-magnetic metal (here, it uses independent [of Cr]) is formed. In such lamination, if annealing (here, it is also called "postannealing") is performed after formation of the metal diffusion layer 5, like illustration, Cr will be spread from the metal diffusion layer 5 in the grain boundary of a magnetic layer 4 (the so-called grain boundary diffusion), and the segregation of Cr will occur in it. As for the non-magnetic metal used for a metal diffusion layer here, it is desirable that they are single element matter, such as Cr, Mo, and C, for example from the need for things which can be diffused easily. Moreover, if the magnetic layer has multilayer structure, whether it is directly under a magnetic layer or there is a metal diffusion layer in the middle of them, it can do so the expected effectiveness of improvement in coercive force. Furthermore, the same effectiveness can be acquired, if the non-magnetic metal which constitutes the layer is contained in the magnetic layer itself even if a metal diffusion layer does not exist depending on the case. If the temperature of annealing after membrane formation is too high, in order that the diffusion to the magnetic layer of non-magnetic metal may arise too much and a magnetic layer may make it nonmagnetic, it is desirable to carry out with the annealing temperature of less than 800 degrees C. If it constitutes near the magnetic layer of a magnetic-recording medium as mentioned above and postannealing is successively performed under specific temperature conditions, as compared with a case [having carried out sputter formation of the magnetic layer under high Ar gas pressure like before], the magnetic interaction between magnetic grains can be reduced sharply, and the high coercive force demanded by the high recording density medium will become possible as the result.

[0010]

[Embodiment of the Invention] Then, this invention is explained about the gestalt of the desirable operation.

You may have the additional layer if needed so that the magnetic-recording medium by this invention may come to prepare the magnetic layer which consists of the substrate layer and Co system magnetism alloy which consist of a nickel system non-magnetic material on a nonmagnetic substrate one by one and may explain it below. Each layer is formed of a sputter. As for sputter membrane formation, it is desirable to carry out under sufficient pressure to promote particle growth of those layers, and it is desirable to carry out under the high gas pressure of 10 or more mTorr in existence of inert gas, such as for example, argon (Ar) gas, especially. The magnetic layer may have the two-layer structure which may have monolayer structure or consists of the upper layer and a lower layer.

[0011] In the magnetic-recording medium of this invention, the nonmagnetic substrate used as that base can consist of various substrate ingredients in ordinary use in this technical field. However, since it is indispensable in manufacture of the magnetic-recording medium of this invention, annealing, i.e., postannealing, after forming membranes for achievement of high coercive force, the substrate used here can be borne at the elevated temperature in that case. Although not necessarily limited to what is enumerated below as a suitable substrate, the silicon substrate which has for example, the sealing film (for example, silicon oxide SiO₂), a SiC substrate, a carbon substrate, a glass substrate, a tempered glass substrate (a glass-ceramics substrate etc. is included), a ceramic substrate, etc. can be mentioned. Especially, a silicon substrate, a carbon substrate, a glass substrate, a glass-ceramics substrate, etc. can be used advantageously, and a silicon substrate can be used advantageously above all.

[0012] The substrate layer on a nonmagnetic substrate consists of a nickel system non-magnetic material, as described above. Suitable nickel system non-magnetic material is NiP or the NiZr alloy which uses nickel as a principal component. The examples of representation of a NiP alloy are nickel2 P, nickel3 P, etc. Such a substrate layer has the operation which raises a property, especially the coercive force and record reproducing characteristics of the magnetic layer formed on it. As an example of nickel system non-magnetic material which can be used as a substrate layer, there are nickel five P2, nickel87Zr33, etc. in addition to the above-mentioned thing.

[0013] A substrate layer which was described above can be preferably formed according to membrane formation conditions in ordinary use by spatters, such as the magnetron sputtering method. In order to heighten coercive force especially, it is desirable to carry out a sputter under impression of DC negative bias. As suitable membrane formation conditions, the membrane formation temperature of about 100-300 degrees C, heightened Ar gas pressure of about 10 or more mTorr, and DC negative bias of Abbreviation 100-300V can be mentioned.

[0014] As for the thickness of this substrate layer, generally, it is desirable that it is the range of 10-100nm. If the thickness of a substrate layer is smaller than 10nm, control of the fine structure of a magnetic layer will become difficult, coercive force will decline, and record reproducing characteristics will come to deteriorate. Moreover, if thickness is set to 100nm or more, the irregularity on the front face of a magnetic layer becomes intense, and is not desirable in view of the reduction in surfacing of the latest magnetic head. The range of the more desirable thickness of a substrate layer is 50-100nm.

[0015] In the magnetic-recording medium of this invention, the magnetic layer which should be formed on a nonmagnetic substrate layer can have various lamination and presentations, as long as the conditions that it consists of a particle of Co system magnetism alloy are fulfilled. For example, the magnetic layer may have monolayer structure, otherwise may have two-layer structure or the multilayer structure beyond it. Moreover, in the case of multilayer structure, each magnetic layer may consist of particles of a Co system magnetism alloy which may consist of particles of the same Co system magnetism alloy, otherwise is different.

[0016] Co system magnetism alloy which can be used in favor of formation of a magnetic layer in operation of this invention includes Co system magnetism alloy in ordinary use in formation of a magnetic layer in this technical field. Co system magnetism alloy which can be advantageously used also in it is SiO₂ which is a nonmagnetic oxide at CoPt or the CoCrPt alloy which uses Co as a principal component. It is the added alloy, this application specification indicates these alloys like a CoPt (SiO₂) alloy or a CoCrPt (SiO₂) alloy, respectively. That is, the thing with Co system magnetism alloy used by this invention is Pt and SiO₂ besides Co as a principal component. It contains and Cr is included in arbitration. In the case of the CoPt (SiO₂) alloy which does not contain Cr, they are 6 - 45at% and SiO₂ about Pt. A under 6 mol% implication and the remainder are Co and an unescapable impurity more mostly than 0 mol%.

[0017] Pt contained in the above Co system magnetism alloys raises the anisotropy field (Hk) of a magnetic layer, and has the operation which makes coercive force increase. This operation becomes more remarkable [Pt content] at more than 6at%. If Pt content increases further, as for coercive force, by the present magnetic head, magnetic recording becomes on the other hand, impossible exceeding 4kOe's (318 kA/m). As for coercive force, according to the reference, Pt addition to Co serves as max at about 20 at% (please refer to Masahiro Kitada and Noboru Shimizu, J.Appl.Phys., Vol.54, No.12, and p7089 (1983)). If 1/10 of the maximum coercive force is made into a standard as practical coercive force, addition of 6 - 45at% Pt is effective. Therefore, the upper limit of Pt addition at the time of using the above Co system magnetism alloys in this invention becomes 45at% (please refer to 65 and 1186 (1994)), therefore to raise coercive

force sharply by little addition. Moreover, according to transmission electron microscope (TEM) observation, it is SiO₂. The diameter of crystal grain of a magnetic layer is decreasing by addition, therefore reduction of a medium noise can be aimed at. However, SiO₂ If it adds too much, reduction in an anisotropy field (H_K) will be caused and coercive force will also decrease. Such a situation is taken into consideration and it is SiO₂. As for an addition, it is more desirable than zero-mol % to consider as less than [6 mol %] mostly. Still more desirable SiO₂ An addition is less than [6 mol %] more than three-mol %.

[0019] within the limits of the content above-mentioned [the CoCrPt (SiO₂) alloy containing Cr / about components other than Cr] — setting — Cr — 0at% — many — and less than [28at%] — it can contain. Although Cr has the operation which raises the coercive force of a magnetic layer, since Cr is a non-magnetic material, if it adds too much, an alloy will make it nonmagnetic. Therefore, as for the amount of Cr(s), less than [28at%] is desirable.

[0020] Component SiO₂ which is a compound supplementing here and expressing the presentation of Co system magnetism alloy which was described above when explained using atomic percent (at%) to the components Co, Cr, and Pt as an element. Although it receives and mole percentage (mol %) is used. The sum total (Co, Pt, and SiO₂ the sum total of a content, or Co, Cr, Pt and SiO₂ the sum total of a content) of the content of each component constitutes 100%.

[0021] Moreover, as the diameter of crystal grain of the magnetic particle of a magnetic layer decreases, it is thought that a medium noise can be reduced and the reduction in the noise of a magnetic-recording medium is more possible by making it such. As already explained, it sets to this invention, and it is SiO₂. The diameter of crystal grain of a magnetic layer can be reduced by addition. In addition, the desirable diameter of average crystal grain of a magnetic layer is 5-15nm. Moreover, generally the range of 5-50nm is suitable for the thickness of such a magnetic layer, and the range of it is 10-30nm more preferably.

[0022] The magnetic layer of this invention can be replaced with the above-mentioned CoPt (SiO₂) alloy or the above-mentioned CoCrPt (SiO₂) alloy, and can also consist of other Co system magnetism alloys advantageously, another Co system magnetism alloy which can be used advantageously is independent about a tungsten (W), carbon (C), a tantalum (Ta), niobium (Nb), etc. further at CoPt or the CoCrPt alloy which uses Co as a principal component — it is — it is the alloy combined and added.

[0023] The above-mentioned Co system magnetism alloy is a 5 yuan system alloy which contains Co as a principal component and it has combining W and C including a 14 - 23at% Cr and 1 - 20at% Pt further. If such an alloy is explained still more concretely, it can be expressed by the degree type.

Cobal-Cr14-23-Pt1-20-Wx-Cy (bal. means the amount of balance among an upper type, and x+y is 1 - 7at%).

[0024] By the magnetic-recording medium by this invention, by constituting a magnetic layer from a CoCrPt alloy, adding both W and C to this, and optimizing lamination and a membrane formation process further, sharp reduction of a noise can be aimed at, therefore a high S/N ratio is obtained, and, therefore, a high density record medium can be embodied. W and C by which the effectiveness which was described above, and which should be observed was added to the CoCrPt alloy for formation of a magnetic layer originate in the ability of WC and the stable compound W₂C Becoming to be formed. It is thought that they deposit in the grain boundary since these compounds have the very small solid-solution limit community to Co.

[0025] Here, since WC and W₂C are not ferromagnetic ingredients, when deposited in the grain boundary, they cut magnetic association of each magnetic particle, and reduce a noise. However, addition of superfluous C makes the particle diameter of a magnetic layer detailed, and is in the inclination which causes the fall of coercive force Hc. Therefore, the carbon ratio in W:C needs to be smaller than 2. On the other hand, C is an average to 1 as mentioned above, and carbon and association are possible for W of 1.5, the remaining tungsten — Co of a magnetic particle — it advances into a rich field, detailed-ization of a particle is brought about, and it contributes to low noise-ization of a medium. W: In C, since detailed-ization of an organization advances that a tungsten ratio is size from 5 and coercive force Hc declines, increase of a medium noise and the fall of the signal output in a high density record section arise. Moreover, if superfluous W is added, since a target will harden, the processing becomes difficult. As for the ratio of the addition of W and C, in the CoCrPtWC system alloy of 5 yuan from such a viewpoint, it is desirable that it is the range of 5:1-2:1. Moreover, in this 5 yuan system alloy, it is desirable that the ratio of the addition of W and C is 4:1, and the total quantity is especially 1 - 7at%.

[0026] Still more nearly another example of the above-mentioned Co system magnetism alloy is a 5 yuan system alloy which contains Co as a principal component and it has combining Ta and Nb including a 13 - 21at% Cr and 1 - 20at% Pt further. If such an alloy is explained still more concretely, it can be expressed by the degree type.

Cobal-Cr13-21-Pt1-20-Tax-Nby (bal. means the amount of balance among an upper type, and x+y is 1 - 7at%).

[0027] In the magnetic-recording medium of this invention, the magnetic layer does not have involvement in monolayer structure and two-layer structure, and it is 30-180Gmum. It is desirable to have tBr (the thickness t of a magnetic layer and product of the residual magnetization consistency Br). Especially the magnetic layer of monolayer structure is 50-180Gmum. It is desirable to have tBr and the magnetic layer of two-layer structure is 30-180Gmum. It is desirable to have tBr. The magnetic-recording film of this invention is especially the optimal by having constituted thinly as compared with the conventional magnetic-recording film as objects for magneto-resistive effect mold heads including an MR head.

[0028] The magnetic layer prepared through a substrate layer which was described above on the nonmagnetic substrate is formed of a sputter, as described above, and it is desirable under existence of inert gas like in that case, for example, Ar gas, to carry out a sputter under sufficient gas pressure to promote granular growth of the magnetic layer. In order to heighten coercive force especially, it is desirable to carry out a sputter under impression of DC negative bias. The magnetron sputtering method etc. can be used like membrane formation of the above-mentioned substrate layer as a sputter, as suitable membrane formation conditions — for example, the membrane formation temperature of about 100–350 degrees C — desirable — the temperature of about 100–320 degrees C — especially — desirable — the temperature around 250 degrees C, heightened Ar gas pressure of 10 or more mTorr, and about 80 — DC negative bias of -400V can be mentioned. Here, since the membrane formation temperature exceeding about 350 degrees C may discover magnetism in the substrate which should be nonmagnetic essentially, it is desirable to avoid the use.

[0029] The magnetic layer of the magnetic-recording medium of this invention is characterized by the non-magnetic metal element which has the operation which it consists of [operation J Co system magnetism alloy particles, and makes the grain boundary of those magnetic particles reduce the magnetic interaction between magnetic particles being made to segregate by diffusion, as described above. It is more desirable not to be the compound which is not small as for a diffusion coefficient, if the single element matter, for example, Cr, Mo, C, etc., is desirable and they put in another way as a non-magnetic metal element, since it is necessary to make the diffusion cause easily.

[0030] If this invention is followed, diffusion of a between [the magnetic particles of a non-magnetic metal element] can be performed according to various techniques. One desirable approach is an approach of making the grain boundary of a magnetic particle diffusing non-magnetic metal by performing annealing after formation of a magnetic layer depending on the non-magnetic metal beforehand contained in a magnetic layer in the non-magnetic metal element which should be diffused. In the case of this approach, the magnetic layer formed from Co system magnetism alloy which was described above, and which already contains Cr can be used advantageously. In addition, annealing in this case — usually — 100–500-degree C less than 600 degrees C can be preferably carried out at the temperature around 300 degrees C still more preferably.

[0031] Another desirable approach arranges the metal diffusion layer which consists of non-magnetic metal which adjoins a magnetic layer and was described above, and makes non-magnetic metal emit by diffusion from the layer, and the grain boundary of a magnetic particle is made to diffuse, and it is the *** approach. A metal diffusion layer may be arranged in the middle of those magnetic layers, as long as you may arrange right above [of a magnetic layer], you may arrange directly under a magnetic layer, otherwise a magnetic layer is used by multilayer structure, such as two-layer structure. In any case, it is required to perform annealing after membrane formation of both a magnetic layer and a metal diffusion layer. In addition, annealing in this case — usually — about 100–500-degree C less than 600 degrees C can be preferably carried out at the temperature around 400 degrees C still more preferably.

[0032] Moreover, if needed, as that maximum upper layer, the magnetic-recording medium of this invention may have the protective coat further as often adopted as the upper part of the magnetic layer usually described above in this technical field. As a suitable protective coat, they are independent or the layer which consists of the compound of carbon (C), for example, C layer, WC layer, a SiC layer, and B4, for example. The layer of the diamond-like carbon (DLC) which attracts attention recently in that it has higher degrees of hardness, such as C layer and hydrogen content C layer, especially can be mentioned. Especially, in operation of this invention, the protective coat which consists of carbon or DLC can be used advantageously. Such a protective coat can be formed with a sputter, vacuum deposition, etc. according to a conventional method. Although it is said in the large range according to various factors that the thickness of this protective coat can be changed, it is about 5–15nm preferably.

[0033] Furthermore, the magnetic-recording medium of this invention has further the adhesion layer for improving adhesion of a substrate and a substrate layer in the middle of the nonmagnetic substrate and its upper substrate layer preferably, the thin film with which a suitable adhesion layer consists of a metallic material which uses chromium or titanium as a principal component — desirable — Cr thin film or Ti thin film — it is Cr thin film still more preferably.

[0034] For example, Cr thin film which can be advantageously used as an adhesion layer by this invention is not only required in respect of the adhesion to the substrate of a substrate layer and a magnetic layer, but also affects magnetic properties and record reproducing characteristics of a magnetic layer. It depends for magnetic properties and record reproducing characteristics of a magnetic layer on the fine structures, such as a diameter of crystal grain of a magnetic layer, and degree of separation between crystal grain. Moreover, the crystal growth of a magnetic layer changes with the membrane of a substrate layer. Therefore, in order to form the magnetic layer excellent in magnetic properties or record reproducing characteristics, membrane of a substrate layer must be made good. For that purpose, it is effective to make low base pressure (for it to be equivalent to the ultimate vacuum in membrane formation equipment) of membrane formation equipment, and to make high the pressure of a membrane formation ambient atmosphere (generally inert gas ambient atmospheres, such as Ar), and to form Cr thin film as an adhesion layer on a substrate. By carrying out like this, Cr thin film turns into film with which irregularity was emphasized. Irregularity is introduced also into the substrate layer formed on it, and the film with which the degree of separation between magnetic grains increased is formed. Consequently, the magnetic interaction between magnetic grains decreases, the coercive

force of a magnetic-recording medium is heightened, and it becomes possible to reduce a medium noise. [0035] Furthermore, after formation of Cr adhesion layer, by oxidizing and using Cr front face as chrome oxide by atmospheric-air release and oxygen plasma etching of membrane formation equipment, the crystallographic relation between Cr adhesion layer and a substrate layer can be divided, the grain growth with a uniform substrate layer can be promoted, and, thereby, the record reproducing characteristics of a magnetic-recording medium can also be raised further. It is thought that this effectiveness is the same effectiveness as what is actually obtained when a direct substrate layer is formed on an aluminum substrate.

[0036] In operation of this invention, in order to obtain the magnetic-recording medium suitable for high density record and for a substrate layer to carry out crystal growth conveniently, and in order to guarantee good adhesion of a substrate and a substrate layer again, as for the thickness of Cr adhesion layer or other adhesion layers, it is usually desirable that it is in the range of 10-40nm. If the thickness of an adhesion layer is smaller than 10nm, the degree of separation between the magnetic grains of the magnetic layer obtained as a result will decrease, coercive force will decline, and record reproducing characteristics will deteriorate. Moreover, if thickness becomes larger than 40nm, the irregularity of a substrate layer will become intense, abnormality growth will arise in a magnetic layer, and record reproducing characteristics will deteriorate. [0037] It may have the layer of an addition in ordinary use, otherwise the chemical treatment of arbitration etc. may be performed to the layer which is contained in an indispensable layer and the arbitration which described above the magnetic-recording medium of this invention in this technical field in addition to an usable layer. For example, the lubricant layer of a fluorocarbon resin system may be formed on the above-mentioned protective coat, otherwise same processing may be performed.

[0038] The magnetic-recording medium of this invention contains the non-magnetic metal corresponding to a non-magnetic metal element in the metal diffusion layer which adjoined the inside of a magnetic layer, or a magnetic layer, and has been arranged so that I may be understood also from having explained above at the detail — making — the formation back of the magnetic layer — or it can manufacture by performing annealing after formation of a magnetic layer and a metal diffusion layer by the approach including making the grain boundary of a magnetic particle diffuse a non-magnetic metal element. As explained also in advance, preferably, annealing temperature is less than 600 degrees C, and can be widely changed according to the diffusion gestalt of a non-magnetic metal element etc.

[0039] Moreover, each class of the magnetic-recording medium of this invention can be preferably formed in the bottom of high-pressure application of inert gas, such as Ar, by the sputter from the target corresponding to the presentation of each layer, as this was also explained previously. In addition, since the sputter itself is a well-known technique, detailed explanation here is omitted. However, in manufacture of the magnetic-recording medium of this invention, it is important to make the pressure at the time of forming each class into sufficient pressure to promote granular growth of those layers. As explained previously, for improvement in the magnetic properties of a magnetic layer, or record reproducing characteristics, it is advantageous to grow up the crystal of a magnetic layer granular and to isolate it, and it is advantageous to grow up the crystal of a substrate layer granular too, and to form it for that purpose. Although the substrate was heated as conventionally indicated by above-mentioned JP,6-98431,A in order to carry out granular growth of the substrate layer, there is evil which was explained previously in substrate heating, several [which is adopted in the usual membrane formation process by sputtering in order to avoid it in this invention] — It replaces with the membrane formation ambient pressure force of mTorr, and 10mTorr(s) (1.3Pa) or the high pressure beyond it, and a still more desirable for example, pressure with high 20-50mTorr (2.7-6.7Pa) extent are adopted at least. Thus, the concentration of the inert gas in a membrane formation ambient atmosphere becomes high, the particle which comes flying by sputtering becomes that it is easy to be scattered about with inert gas, and it becomes easy to grow up a granular crystal by considering as a pressure higher than usual on a substrate. In order to carry out granular growth of the nickel system substrate layer, while similarly arranging Cr adhesion layer to the bottom of it, it is advantageous to carry out granular growth of the Cr adhesion layer, therefore it is important to carry out to the pressure which promotes granular growth of a crystal also at the time of formation of Cr adhesion layer, for example, 20-50mTorr.

[0040] It not only depends for a pressure effective in granular growth on the crystal to grow up, but it changes it with the membrane formation equipment to be used. Therefore, the pressure at the time of membrane formation should be determined in consideration of these conditions. But for the purpose here of promoting granular growth by making dispersion of a particle increasing, even if few [a high pressure, i.e., said bottom,], more nearly intentionally than the membrane formation ambient pressure force of the number mTorr in the usual membrane formation process, it is advantageous to use the pressure of 10mTorr(s).

[0041] He could understand easily the magnetic-recording medium by this invention, and its configuration from the above explanation. When it explains still more concretely, the typical example of a configuration of the magnetic-recording medium of this invention is as a type section Fig. showing to drawing 5 - drawing 7. Drawing 5 is the example which prepared Cr diffusion layer in right above [of a magnetic layer] as a metal diffusion layer. It sets to the magnetic-recording medium 10 of illustration, and is SiO₂ as a substrate 1. Although the silicon substrate which has the film is used and spatter membrane formation also of any is carried out under the high Ar gas of 10 or more mTors one by one on the substrate 1 Cr adhesion layer 2 of 20 micrometers of thickness, the NiP substrate layer 3 of 100nm of thickness, the CoCrPt (SiO₂) magnetic layer 4 of 20nm of thickness, the Cr diffusion layer 5 of 100nm of thickness, and carbon protective coat of

8nm of thickness 6** are prepared. Furthermore, although not illustrated on the carbon protective coat 6, the lubricant layer of a FURORO carbon resin system is given.

[0042] Drawing 6 is the example which established Cr diffusion layer directly under the magnetic layer as a metal diffusion layer. It sets to the magnetic-recording medium 10 of illustration, and is SiO₂ as a substrate 1. Although the silicon substrate which has the film is used and sputter membrane formation also of any is carried out under the high Ar gas of 10 or more mTorr one by one on the substrate 1 Cr adhesion layer 2 of 20 micrometers of thickness, the NiP substrate layer 3 of 100nm of thickness, the Cr diffusion layer 5 of 20nm of thickness, the CoCrPt (SiO₂) magnetic layer 4 of 20nm of thickness, and carbon protective coat of 8nm of thickness 8** are prepared. Furthermore, although not illustrated on the carbon protective coat 6, the lubricant layer of a FURORO carbon resin system is given.

[0043] Drawing 7 is the example which made the magnetic layer the two-layer structure divided up and down, and established Cr diffusion layer in the middle of those magnetic layers as a metal diffusion layer. It sets to the magnetic-recording medium 10 of illustration, and is SiO₂ as a substrate 1. Although the silicon substrate which has the film is used and sputter membrane formation also of any is carried out under the high Ar gas of 10 or more mTorr one by one on the substrate 1 Cr adhesion layer 2 of 20 micrometers of thickness, the NiP substrate layer 3 of 100nm of thickness, the CoCrPt (SiO₂) magnetic layer 4-1 of the lower part of 10nm of thickness, the Cr diffusion layer 5 of 20nm of thickness, and the upper CoCrPt (SiO₂) magnetic layer 4-2 of 10nm of thickness — and Carbon protective coat of 8nm of thickness 8** is prepared. Furthermore, although not illustrated on the carbon protective coat 8, the lubricant layer of a FURORO carbon resin system is given.

[0044] This invention is in the magnetic disk drive which used the magnetic-recording medium of this invention in the field of another further again. In the magnetic disk drive of this invention, although it is said that especially the structure is limited, it includes equipment equipped with the reproducing-head section for performing the recording head section for recording information in a magnetic-recording medium, and informational playback fundamentally. Especially, as for the reproducing-head section, it is desirable to have the magneto-resistive effect mold head which used the magnetic resistance element from which electric resistance changes according to magnetic field strength, i.e., an MR head.

[0045] In the magnetic disk drive of this invention, it has preferably the conductor layer which supplies a sense current to a magneto-resistive effect component and this magneto-resistive effect component, and the reproducing-head section of the magneto-resistive effect mold which reads information from a magnetic-recording medium, and the recording head section of the induction type which has the magnetic pole of the pair formed with the thin film, and records information on a magnetic-recording medium can use the magnetic head of the compound die which comes to carry out a laminating. The reproducing head of a magneto-resistive effect mold includes the GMR head (a spin bulb GMR head etc. is included) using the AMR head or giant magneto-resistance which can have well-known various structures in this technical field, and used the anisotropy magneto-resistive effect preferably. If the magnetic disk drive of a configuration as especially described above is used, while making small the curve of the magnetic pole of the recording head section as compared with the magnetic head of the conventional compound die, resistance of a conductor layer is lowered, and if an off-track is the small range, information can be precisely read by high sensitivity.

[0046]

[Example] Subsequently, the following example explains further the magnetic-recording medium and its manufacture approach of this invention to a detail.

SiO₂ with example 1 outer diameter of 65mm, a bore [of 20mm], and a thickness of 0.635mm The magnetic-recording medium of this invention was manufactured using the silicon substrate with the film.

[0047] After preparing DC/RF magnetron sputtering equipment (SPFMade from Anelva- 430) and exhausting the inside of a chamber to 1x10⁻⁶Torr, Ar gas was introduced and the gas pressure at the time of discharge was held to 50mTorr(s). First, Cr adhesion layer of 20nm of thickness was formed on conditions with an injection power 300W (DC magnetron) and a membrane formation rate of 1.7nm [/second]. Subsequently, once releasing the inside of a chamber to atmospheric air, it exhausted to 3x10⁻⁷Torr, Ar gas was introduced further, the gas pressure at the time of discharge was held to 30mTorr(s), and the nickel3 Cr substrate layer of 100nm of thickness was formed on conditions with an injection power 300W (DC magnetron) and a membrane formation rate of 1.1nm [/second]. Then, 90 (Co-7Cr-20Pt) -(SiO₂) 10 magnetic layer of 20nm of thickness was formed with the same gas pressure on conditions with an injection power 150W (RF magnetron) and a membrane formation rate of 0.54nm [/second]. After releasing the inside of a chamber to atmospheric air again, Ar gas was introduced, the gas pressure at the time of discharge was held to 50mTorr(s), and Cr diffusion layer of 100nm of thickness was formed on conditions with an injection power 300W (DC magnetron) and a membrane formation rate of 1.7nm [/second], and it heated successively with annealing temperature which is different as shown in attached drawing 8, with the vacuum maintained. Finally, Ar gas was introduced after exhausting the inside of a chamber to 1.0x10⁻⁶Torr, the gas pressure at the time of discharge was held to 50mTorr(s), and the carbon protective coat of 8nm of thickness was formed on conditions with an injection power 400W (DC magnetron) and a membrane formation rate of 0.24nm [/second]. The magnetic-recording medium which has lamination as shown in drawing 5 was obtained.

[0048] In order to evaluate the annealing temperature dependency of the coercive force of the magnetic-recording medium manufactured as mentioned above, when coercive force Hc was measured about each of the

magnetic-recording medium manufactured with the application of different annealing temperature, a result which is plotted with Curve I to attached drawing 8 was obtained. As a result of Cr diffusion from Cr diffusion layer arising too much if temperature is raised to 600 degrees C although it increases in monotone along with the rise of annealing temperature, the temperature of 400 degrees C will make coercive force nonmagnetic, so that we can understand from the result of illustration. Therefore, annealing temperature needs to be less than 600 degrees C, the coercive force which may be satisfied can be acquired at the time of the annealing temperature of about 100~500 degrees C, and when it is the temperature around 400 degrees C, the highest coercive force can be acquired.

Although the technique of a publication was repeated in the example 2 aforementioned example 1, in this example, Cr diffusion layer was omitted from the magnetic-recording medium. Except for the difference which does not have Cr diffusion layer right above [of a magnetic layer], the magnetic-recording medium which has lamination as shown in drawing 5 was obtained.

[0049] In order to evaluate the annealing temperature dependency of the coercive force of the manufactured magnetic-recording medium, when coercive force H_c was measured about each of the magnetic-recording medium manufactured with the application of different annealing temperature, a result which is plotted with Curve II to attached drawing 8 was obtained. also although kicked, when it becomes an elevated temperature from it, a rapid fall is shown, and if temperature is raised to 600 degrees C, as a result of [which increases in monotone along with the rise of annealing temperature] Cr diffusion from the magnetic layer itself arising too much, the temperature of 300 degrees C will make coercive force nonmagnetic, so that we can understand from the result of illustration. Therefore, annealing temperature needs to be less than 600 degrees C, the coercive force which may be satisfied can be acquired at the time of the annealing temperature of about 100~500 degrees C, and when it is the temperature around 300 degrees C, the highest coercive force can be acquired. In addition, by coercive force beginning to decline from the hit where annealing temperature passed over 300 degrees C in this example, from about 400 degrees C, if that the rapid fall of coercive force occurred has a cause in the diffusion accompanied by magnetic grain shape-like change having started, magnetic grains having begun to coalesce, and the magnetic interaction between magnetic grains having increased conversely, it will be considered.

SiO_2 with example 3 outer diameter of 65mm, a bore [of 20mm], and a thickness of 0.635mm The magnetic-recording medium of this invention was manufactured using the silicon substrate with the film.

[0050] After preparing DC/RF magnetron sputtering equipment (SPF) made from Aneila-430 and exhausting the inside of a chamber to 1×10^{-6} Torr, Ar gas was introduced and the gas pressure at the time of discharge was held to 50mTorr(s). First, Cr adhesion layer of 20nm of thickness was formed on conditions with an injection power 300W (DC magnetron) and a membrane formation rate of 1.7nm [/second]. Subsequently, once releasing the inside of a chamber to atmospheric air, it exhausted to 3×10^{-7} Torr, Ar gas was introduced further, the gas pressure at the time of discharge was held to 30mTorr(s), and the nickel3 P substrate layer of 100nm of thickness was formed on conditions with an injection power 300W (DC magnetron) and a membrane formation rate of 1.1nm [/second]. Subsequently, Ar gas was introduced again, the gas pressure at the time of discharge was held to 50mTorr(s), and Cr diffusion layer of 20nm of thickness was formed on conditions with an injection power 300W (DC magnetron) and a membrane formation rate of 1.7nm [/second]. Furthermore, continuously, the gas pressure at the time of discharge was held to 30mTorr(s), 80 (Co-7Cr-20Pt)- SiO_2 10 magnetic layer of 20nm of thickness was formed on conditions with an injection power 150W (RF magnetron) and a membrane formation rate of 0.54nm [/second], and it heated with annealing temperature which is different, with a vacuum maintained. Finally, Ar gas was introduced after exhausting the inside of a chamber to 1×10^{-6} Torr, the gas pressure at the time of discharge was held to 50mTorr(s), and the carbon protective coat of 8nm of thickness was formed on conditions with an injection power 400W (DC magnetron) and a membrane formation rate of 0.24nm [/second]. The magnetic-recording medium which has lamination as shown in drawing 9 was obtained. In order to evaluate the annealing temperature dependency of the coercive force of the manufactured magnetic-recording medium, when coercive force H_c was measured about each of the magnetic-recording medium manufactured with the application of different annealing temperature, the result which can be compared with what was plotted with Curve I to attached drawing 8 was obtained.

SiO_2 with example 4 outer diameter of 65mm, a bore [of 20mm], and a thickness of 0.635mm The magnetic-recording medium of this invention was manufactured using the silicon substrate with the film.

[0051] After preparing DC/RF magnetron sputtering equipment (SPF) made from Aneila-430 and exhausting the inside of a chamber to 1×10^{-6} Torr, Ar gas was introduced and the gas pressure at the time of discharge was held to 50mTorr(s). First, Cr adhesion layer of 20nm of thickness was formed on conditions with an injection power 300W (DC magnetron) and a membrane formation rate of 1.7nm [/second]. Subsequently, once releasing the inside of a chamber to atmospheric air, it exhausted to 3×10^{-7} Torr, Ar gas was introduced further, the gas pressure at the time of discharge was held to 30mTorr(s), and the nickel3 P substrate layer of 100nm of thickness was formed on conditions with an injection power 300W (DC magnetron) and a membrane formation rate of 1.1nm [/second]. Subsequently, the gas pressure at the time of discharge was held to 30mTorr(s), and 90 (Co-7Cr-20Pt)- SiO_2 10 magnetic layer of 10nm of thickness was formed on conditions with an injection power 150W (RF magnetron) and a membrane formation rate of 0.54nm [/second]. Then, Ar gas was introduced again, the gas pressure at the time of discharge was held to 50mTorr(s), and Cr diffusion

layer of 20nm of thickness was formed on conditions with an injection power 300W (DC magnetron) and a membrane formation rate of 1.7nm [/second]. Furthermore, continuously, the gas pressure at the time of discharge was held to 30mTorr(s), 90 (Co-7Cr-20Pt)-(SiO₂) 10 magnetic layer of 10nm of thickness was formed on conditions with an injection power 150W (RF magnetron) and a membrane formation rate of 0.54nm [/second], and it heated with annealing temperature which is different, with a vacuum maintained. Finally, Ar gas was introduced after exhausting the inside of a chamber to 1.0x10⁻⁶Torr, the gas pressure at the time of discharge was held to 50mTorr(s), and the carbon protective coat of 8nm of thickness was formed on conditions with an injection power 400W (DC magnetron) and a membrane formation rate of 0.24nm [/second]. The magnetic-recording medium which has lamination as shown in drawing 7 was obtained. In order to evaluate the annealing temperature dependence of the coercive force of the manufactured magnetic-recording medium, when coercive force H_c was measured about each of the magnetic-recording medium manufactured with the application of different annealing temperature, the result which can be compared with what was plotted with Curve I to attached drawing 8 was obtained.

[0052]

[Effect of the Invention] as explained above, according to this invention, it can be used in favor especially of HDD — very — high coercive force — it is — and — therefore, the magnetic-recording medium in which high recording density is possible can be offered.

[Translation done.]

* NOTICES *

JPO and INPI are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

- 1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
- 2.**** shows the word which can not be translated.
- 3.In the drawings, any words are not translated.

DESCRIPTION OF DRAWINGS

[Brief Description of the Drawings]

[Drawing 1] It is the sectional view showing an example of the conventional magnetic-recording medium.

[Drawing 2] It is the sectional view showing another example of the conventional magnetic-recording medium.

[Drawing 3] It is the type section Fig. showing the micro structure of the magnetic particle in the magnetic layer of the magnetic-recording medium shown in drawing 2.

[Drawing 4] It is a type section Fig. explaining behavior [/ near the magnetic layer in the magnetic-recording medium by this invention].

[Drawing 5] It is the sectional view showing a desirable example of the magnetic-recording medium by this invention.

[Drawing 6] It is the sectional view showing another desirable example of the magnetic-recording medium by this invention.

[Drawing 7] It is the sectional view of the magnetic-recording medium by this invention showing another desirable example further.

[Drawing 8] It is the graph which shows the annealing temperature dependency of the coercive force in the magnetic-recording medium by this invention.

[Description of Notations]

1 — Nonmagnetic substrate

2 — Cr adhesion layer

3 — nickel system substrate layer

4 — Co system magnetic layer

5 — Metal diffusion layer

6 — Protective coat

10 — Magnetic-recording medium

[Translation done.]

(10)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願番号

特開2000-268340

(P2000-268340A)

(43)公開日 平成12年9月29日 (2000.9.29)

(51)Int.Cl.	類別記号	F I	テバコド' (参考)
G 1 1 B 5/66		G 1 1 B 5/66	4 K 0 2 9
C 2 3 C 14/68		C 2 3 C 14/68	D 5 D 0 0 6
G 1 1 B 5/65		G 1 1 B 5/65	C 5 D 1 1 2
H 0 1 F 10/16		H 0 1 F 10/16	5 E 0 4 9
41/18		41/18	
		審査請求 未請求 著成項の数14 O L (全 12 頁)	

(21)出願番号 特願平11-36657

(22)出願日 平成11年3月12日 (1999.3.12)

(71)出願人 000005223

富士通株式会社

神奈川県川崎市中原区上小田中4丁目1番
1号

(72)発明者 下田 一正

神奈川県川崎市中原区上小田中4丁目1番
1号 富士通株式会社内

(74)代理人 100077517

弁理士 石田 敏 (外4名)

最終頁に続く

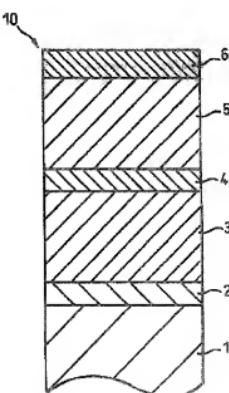
(54)【発明の名稱】 磁気記録媒体及びその製造方法

(57)【要約】

【課題】 特にHDDにおける使用に有用な、極めて高保磁力であり、高記録密度が可能な磁気記録媒体を提供すること。

【解決手段】 非磁性の基板と、その基板の上に順次、それぞれスパッタリングによって形成された、Ni系非磁性材料からなる下地層及びCo系磁性合金からなる磁性層とを有する磁気記録媒体において、前記磁性層が磁性合金粒子から構成されかつ、それらの磁性粒子の粒界に、磁性粒子間の磁気的相互作用を低減せしめる作用を有する非磁性金属元素が拡散せしめられているように構成する。

図 5



【特許請求の範囲】

【請求項1】 非磁性の基板と、その基板の上に順次、それぞれスパッタリングによって形成された、Ni系非磁性材料からなる下地層及びCo系磁性合金からなる磁性層とを有する磁気記録媒体において、前記磁性層が磁性合金粒子から構成されかつ、それらの磁性粒子の粒界に、磁性粒子間の磁気的相互作用を低減せしめる作用を有する非磁性金属元素が拡散せしめられることを特徴とする磁気記録媒体。

【請求項2】 前記非磁性金属元素が、前記磁性層中に含まれる非磁性金属から出来し、前記磁性層の形成後にアニーリングを行うことにより前記磁性粒子の粒界に拡散せしめられたものであることを特徴とする請求項1に記載の磁気記録媒体。

【請求項3】 前記非磁性金属元素が、前記磁性層に調接して配置された非磁性金属からなる金剛拡散層から拡散により放出せしめられ、前記磁性粒子の粒界に拡散せしめられたものであることを特徴とする請求項1に記載の磁気記録媒体。

【請求項4】 前記金属拡散層が、前記磁性層の直上、中間又はその直下に配置されていることを特徴とする請求項3に記載の磁気記録媒体。

【請求項5】 前記非磁性金属元素が、前記磁性層及び前記金属拡散層の形成後にアニーリングを行うことにより前記磁性粒子の粒界に拡散せしめられたものであることを特徴とする請求項3又は4に記載の磁気記録媒体。

【請求項6】 前記非磁性金属元素が、Cr、Mo及びCからなる群から選ばれた一員であることを特徴とする請求項1～5のいずれか1項に記載の磁気記録媒体。

【請求項7】 前記磁性層のCo系磁性合金が、Coを主成分とするCo_xPt又はCo_xC_yPt合金にSiO₂を添加した合金であることを特徴とする請求項1～6のいずれか1項に記載の磁気記録媒体。

【請求項8】 前記下地層のNi系非磁性材料が、Niを主成分とするNi_xP又はNi_xZr合金であることを特徴とする請求項1～7のいずれか1項に記載の磁気記録媒体。

【請求項9】 前記非磁性的基板と、前記Ni系非磁性材料からなる下地層との間に、基板と下地層の密着を改善するための密着層をさらに含むことを特徴とする請求項1～8のいずれか1項に記載の磁気記録媒体。

【請求項10】 前記非磁性的基板が、シリコン基板、カーボン基板、ガラス基板又は硝化ヒ素ガラス基板であることを特徴とする請求項1～9のいずれか1項に記載の磁気記録媒体。

【請求項11】 保磁力が2.0kOe以上であることを特徴とする請求項1～10のいずれか1項に記載の磁気記録媒体。

【請求項12】 非磁性的基板と、その基板の上に順次、それぞれスパッタリングによって形成された、Ni

系非磁性材料からなる下地層及びCo系磁性合金からなる磁性層とを有しつつ、その隙、前記磁性層が磁性合金粒子から構成されかつ、それらの磁性粒子の粒界に、磁性粒子間の磁気的相互作用を低減せしめる作用を有する非磁性金属元素が拡散せしめられている磁気記録媒体を製造するに当たって、

前記磁性層中もしくは前記磁性層に隣接して配置された金属拡散層中に前記非磁性金属元素に対応する非磁性金属を含ませ、前記磁性層及びもしも存在するならば、前記金属拡散層の形成後にアニーリングを行うことにより前記非磁性金属元素を前記磁性粒子の粒界に拡散せしめることを特徴とする磁気記録媒体の製造方法。

【請求項13】 前記アニーリングを600°C未満の温度で実施することを特徴とする請求項12に記載の製造方法。

【請求項14】 前記各層のスパッタリングによる形成を、それらの層の粒状成長を促進するのに十分な圧力の下で実施することを特徴とする請求項12又は13に記載の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は磁気記録媒体に関する、さらには詳しく述べると、コンピュータのハードディスクドライブ(以下、「HDD」ともいう)に有利に使用することのできる磁気記録媒体に関する。本発明は、また、このような磁気記録媒体の製造方法に関する。

【0002】

【從来の技術】 HDDにおける近年の著しい容量の増大に伴い、それに用いられる磁気記録媒体でも、記録密度の向上、すなわち、高記録密度化の要求が高まっている。従来の磁気記録媒体は、周知のように、非磁性の基板と、その基板の上に形成した磁性材料の薄層(磁性層)とから構成され、さらに、磁性層の性能がその下地の材料によって悪影響を受けるのを回避するため、通常、非磁性的基板と磁性層との間に下地層を設けるのが一般的である。さらに具体的に説明すると、非磁性的基板の上に、Cr、Ni又はこれらを主成分とする合金の下地層を形成し、この下地層の上にさらにCoを主成分とするCo_xC_yT_z、Co_xC_yPt等の合金からなる磁性層を形成した磁気記録媒体が、高記録密度可能なものとして現在用いられている。また、このような記録密度の向上に伴い、記録保持のために保磁力を高めが求められている。

【0003】 磁気記録媒体において、その磁性層の保磁力を高めるためには、その磁性層の構造を改良することが必要であり、具体的には、磁性層を構成する構り合う磁性粒子どうしを分離させる必要がある。この要求を満足させため、1つの一般的な方法では、Co_xC_y系合金を磁性層に用い、かつその磁性層の構成時に基板加熱を行なうことが行われている。この方法によると、磁性

粒界に非磁性Crを偏析することで、磁性粒子間を磁気的に分離することができる。例えば、特開平6-96431号公報には、図1にその典型的な層構成を示すように、ガラス、セラミック、カーボン等の非磁性基板51の上に、順次、Cu、Rh、Pd等の金属層52、Cr下地層53、CoCrTa、CoNiCr、CoCrPt等のCo系合金の磁性層54、カーボン(C)等の保護膜55及び潤滑剤層56を積層した磁気記録媒体50が開示されている。また、この磁気記録媒体の製造では、その実施例にも記載されているように、磁性層の特性の向上のために例えば900°Cの温度で10分間にわたりて基板を加熱することを必要とする。この磁気記録媒体では、基板からの離発などがCr下地層へ到達するのを防ぐとともに、Crの(110)面が基板面に平行となるようにCu等の金属層を挿入して、高保磁力を得るために望ましい結晶成長を実現している。しかし、基板の加熱は、それを行なうことで、基板および成膜チャンバーに存在する吸着ガスが放出され、チャンバー内の真空度が低下するという不都合や、このガスは湿度やチャンバーの付着膜の状態により放出量やガス種が変わるもの、形成した磁性層の特性が不安定要因となるという不都合が引き起こされるので、より安定した特性を得るためにはない方が望ましい。

【0004】もう1つの一般的な方法としては、磁性層を高アルゴン(Ar)ガスの圧力下でスパッタリング(以下、「スパッタ法」ともいう)により成膜する方法がある。この方法によって形成された磁性層はボイド(空隙)の多い構造となり、隣り合う磁性粒子どうしが空間的に、そして磁気的に分離される。この方法を用いて製造した磁気記録媒体の場合、初期の段階では、磁性層の下に形成する下地層をCrから形成するのが一般的であったが、最近では、磁気特性等の向上のため、例えば特開平8-171716号公報に記載されるようにNiP合金を使用する例が多くなっている。特開平8-171716号公報には、図2にその典型的な層構成を示すように、アルミニウム、ガラス、シリコン、カーボン等の非磁性基板61の上に、NiPのメッキ層62、NiPとドープ剤とを含む生成層63、CoPt系合金と結合強度が90Kcpsi/モルより大きな特定の分離剤化合物(As、B、Ce、Co、Cr等の酸化物又は塗化物)とを含む磁性層64、カーボン(C)等の保護膜65及び潤滑剤層66を積層した磁気記録媒体60が開示されている。この磁気記録媒体では、図3に模式的に示すように、磁性層を構成する磁性粒子70がほぼ均一なサイズであり、かつ分離剤化合物71によつて均一に分離されているので、最高記録特性が得られるという効果がある。また、磁性層を構成するためのスパッタ法は、例えば、H₂Oの分圧が5.0×10⁻⁴Torr未満である真空蒸着システムを使用して実施することがで

きる。しかし、このような高Arガス圧下のスパッタ法を使用して得られる磁気記録媒体は、一般に高々1.6～1.8kOeあるいはその近傍の保磁力を示すに過ぎず、媒体に対する最近の要求に応えるためには、保磁力を少なくとも2.0kOe以上まで高めることが望ましい。また、本発明者らの実験から、特開平8-171716号公報に記載のようにガラス基板等の上にNiとPの化合物(Ni_xP)を直接形成すると、磁性層の基板への密着性が良いことも判明している。

【0005】

【説明が解決しようとする課題】本発明の目的は、上記したような従来の技術の問題点を解消して、特にHDDに有利に使用することのできる、極めて高保磁力であり、かつたがって高記録密度が可能な磁気記録媒体を提供することにある。また、本発明のもう1つの目的は、このような磁気記録媒体の有利な製造方法を提供することにある。

【0006】本発明の上記した目的及びその他の目的は、以下の詳細な説明から容易に理解することができるであろう。

【0007】

【課題を解決するための手段】本発明は、その1つの面において、非磁性の基板と、その基板の上に順次、それぞれスパッタリングによって形成された、Ni系非磁性材料からなる下地層及びCo系磁性合金からなる磁性層とを有する磁気記録媒体において、前記磁性層が磁性合金粒子から構成されかつ、それらの磁性粒子の粒界に、磁性粒子間の磁気的相互作用を低減せしめる作用を有する非磁性金属元素が拡散せしめられていることを特徴とする磁気記録媒体を提供する。

【0008】また、本発明は、そのもう1つの面において、非磁性の基板と、その基板の上に順次、それぞれスパッタリングによって形成された、Ni系非磁性材料からなる下地層及びCo系磁性合金からなる磁性層とを有かつし、その際、前記磁性層が磁性合金粒子から構成されかつ、それらの磁性粒子の粒界に、磁性粒子間の磁気的相互作用を低減せしめる作用を有する非磁性金属元素が拡散せしめられている磁気記録媒体を製造するに当たつて、前記磁性層あるいは前記磁性層に調接して配置された金属拡散層に前記非磁性金属元素に対応する非磁性金属を含ませ、前記磁性層及び、もしも存在するならば、前記金属拡散層の形成後にアーニーリングを行うことにより前記非磁性金属元素を前記磁性粒子の粒界に拡散せしめることを特徴とする磁気記録媒体の製造方法を提供する。

【0009】本発明は、以下の詳細な説明から明らかになるであろうけれども、理解を容易にするため、磁気記録媒体の磁性層近傍の層構成を示す図4を参考してその作用効果を説明する。図4は、本発明による磁気記録媒体の好ましい一例を示す図5の一部層を拡大して示した

ものであり、NiPからなる下地層3の上にCoCrPt(SiO_x)からなる磁性層4が形成されている。磁性層4は、図示されるように、多數個の磁性粒子(一般に、「磁性粒」ともいう)が粒子間に僅かな空隙をあけた状態で密に配置されている。そして、磁性層4の上には、それに直に接触して非磁性金属(ここではCrの単独を使用)からなる金属拡散層5が形成されている。このような層構成において、金属拡散層5の形成後にアニール(ここでは、「ポストアーナー」ともいう)を行うと、磁性層4の粒界に、図示のように、金属拡散層5からCrが拡散(いわゆる、粒界拡散)し、Crの偏析が発生する。ここで金属拡散層を使用する非磁性金属は、容易に拡散可能であることの必要性から、例えばCr、Mo、Cなどのような單一元素質であることが好ましい。また、金属拡散層は、磁性層の直下面にあっても、さもなければ、そもそも磁性層が多層構造を有しているならば、それらの中間にあっても、保磁力を向上という所期の効果を奏すことができる。さらに、場合によっては、金属拡散層が存在しなくとも、その層を構成する非磁性金属が磁性層との間に含まれているならば、同様な効果を得ることができる。成膜後のアニーリングは、その温度が過ぎると、非磁性金属の磁性層への拡散が過度に生じ、磁性層が非磁性化してしまうため、600°C未満のニール温度で実施することが好ましい。磁気記録媒体の磁性層近傍を上記のように構成し、引き続いて特定の条件条件下でポストアーナーを行うと、従来のように高Arガス圧力下で磁性層をスパッタ形成したままの層に比較して、磁性粒間の磁気の相互作用を大幅に低減することができ、その結果として、高記録密度媒体で要求されている高保磁力が可能となる。

【0010】

【発明の実施の形態】引き続いて、本発明をその好ましい実施の形態について説明する。本発明による磁気記録媒体は、非磁性的基板の上に、Ni系非磁性材料からなる下地層とCo系磁性合金からなる磁性層とを順次設けてなるものであり、以下において説明するように、必要に応じて追加の層を有していてよい。それぞれの層は、スパッタ法によって形成されたものである。スパッタ成膜は、それらの層の粒子成長を促進するのに十分な圧力の下で実施するのが好ましく、特に、例えばアルゴン(Ar)ガスなどの不活性ガスの存在において、10mTorr以上の高ガス圧下で実施するのが好ましい。磁性層は、単層構造を有していてもよく、あるいは上層及び下層からなる2層構造を有していてよい。

【0011】本発明の磁気記録媒体において、その基体として用いられる非磁性的基板は、この技術分野において常用のいろいろな基材から構成することができる。しかし、ここで使用する基板は、本発明の磁気記録媒体の製造において高保磁力の達成のために成膜後のア

ニーリング、すなわち、ポストアーナーが必須であるので、その際の高温に耐え得るものでなければならない。適当な基板としては、以下に列挙するものに限定されるわけではないけれども、例えば、表面酸化膜(例えばシリコン酸化膜SiO_x)を有するシリコン基板、SiC基板、カーボン基板、ガラス基板、強化ガラス基板(結晶化ガラス基板などを含む)、セラミック基板などを挙げることができる。特にシリコン基板、カーボン基板、ガラス基板、結晶化ガラス基板などを有利に使用することができ、なかなかシリコン基板を有利に使用することができる。

【0012】非磁性基板上の下地層は、上記したように、Ni系非磁性材料からなる。適当なNi系非磁性材料は、Niを主成分とするNiP又はNiZr合金である。NiP合金の代表例は、Ni:P、Ni:Pなどである。このような下地層には、その上に形成する磁性層の特性、特に保磁力と記録再生特性を向上させる作用がある。下地層として採用できるNi系非磁性材料の具体例としては、上記したもの以外に、例えば、Ni:P、Ni:Zrなどもある。

【0013】上記したような下地層は、好ましくは、例えばマグネットレスバック法などのスパッタ法により、常規の成膜条件により形成することができます。特に、保磁力を高めたり、DC負バイアスの印加下にスパッタ法を実施するのが好ましい。適当な成膜条件として、例えば、約100~300°Cの成膜温度、約10mTorr以上での高められたArガス圧力、そして約100~300VのDC負バイアスを擧げることができる。

【0014】かかる下地層の膜厚は、一般的に、1.0~10.0nmの範囲であるのが望ましい。下地層の膜厚が1.0nmよりも小さいと、磁性層の微細構造の制御が難しくなって、保磁力が低下し、記録再生特性が劣化するようになる。また、膜厚が10.0nm以上となると、磁性層表面の凹凸が激しくなり、最近の磁気ヘッドの低浮上化に鑑みて望ましくない。下地層のより好ましい膜厚は、5~0~10.0nmの範囲である。

【0015】本発明の磁気記録媒体において、非磁性の下地層の上に形成されるべき磁性層は、それがCo系磁性合金の粒子からなるという条件を満たす限りにおいて、いろいろな層構成を組成を有することができる。例えば、磁性層は、単層構造を有していてもよく、さもなくば、2層構造あるいはそれ以上の多層構造を有してもよい。また、多層構造の場合、それぞれの磁性層は、同一のCo系磁性合金の粒子から構成されていてもよく、さもなければ、異なるCo系磁性合金の粒子から構成されていてもよい。

【0016】本発明の実施において磁性層の形成に有利に使用することのできるCo系磁性合金は、この技術分野において磁性層の形成に常用のCo系磁性合金を包含する。そのなかでも有利に使用することのできるCo系

磁性合金は、例えば、Coを主成分とするCoPt又はCoCrPt合金に、非磁性酸化物であるSiO₂を添加した合金である。本願明細書では、これらの合金をそれぞれCo-Pt-(SiO₂)合金又はCo-Cr-Pt-(SiO₂)合金などのように記載する。すなわち、本発明で使用するCo系磁性合金のあるものは、主成分としてのCoその他に、PtとSiO₂を含み、そして任意にCrを含む。Crを含まないCo-Pt-(SiO₂)合金の場合には、Ptを6~45at%、そしてSiO₂を0~10mol%より多くかつ6mol%未満含み、残部はCoと不可避的不純物である。

【0017】上記のようなCo系磁性合金中に含まれるPtは、磁性層の異方性磁界(Hk)を高め、保磁力を増加させる作用がある。この作用は、Pt含有量が6at%以上でより顕著となる。一方、Pt含有量が更に多くなると保磁力は4kOe(31.8ka/m)を超えて、現状の磁気ヘッドでは磁気記録ができないくなる。文献によると、CoへのPt添加量が約20at%で保磁力は最大となる(Masahiro Kitada and Noboru Shimizu, J. Appl. Phys., Vol. 54, No. 12, p7089(1993)を参照されたい)。実用的な保磁力としてその最大の保磁力の1/10を目安とすると、6~45at%のPtの添加が有効である。従って、本発明において上記のようなCo系磁性合金を使用した場合のPt添加量の上限は45at%となる。また、さくに好ましいPt添加量は、6at%より大きく12at%以下である。

【0018】合金に対して添加されるSiO₂は、磁性層の粒界に析出すると考えられており(A. Murayama et al., Appl. Phys. Lett. Vol. 65, 1186(1994)を参照されたい)、従って、少量の添加で保磁力を大幅に向上去させる働きをする。また、透過型電子顕微鏡(TEM)観察によれば、SiO₂の添加により磁性層の結晶粒径が減少しており、そのためノイズの低減を図ることができる。しかし、SiO₂を過度に添加すると異方性磁界(Hk)の減少を招き、保磁力も減少する。このような状況を考慮して、SiO₂の添加量は、0モル%より多くかつ6モル%未満となるのが望ましい。さらに好ましいSiO₂の添加量は、3モル%より大きく6モル%未満である。

【0019】Crを含むCoCrPt-(SiO₂)合金は、Cr以外の成分についての上述の含有量の範囲において、Crを0at%より多くかつ28at%以下含むことができる。Crには、磁性層の保磁力を向上させる作用があるが、Crは非磁性材料なので、過度に添加すると合金が非磁性化する。したがって、Cr量は28at%以下が望ましい。

【0020】ここで補足して説明しておくと、上記したようなCo系磁性合金の組成を表すのに、元素としての成分Co、Cr、Ptに対しては原子百分率(at%)を用い、化合物である成分SiO₂に対してはモル百分率

(mol%)を用いているが、各成分の含有量の合計(Co、Pt及びSiO₂含有量の合計、又はCo、Cr、Pt及びSiO₂含有量の合計)は100%を構成する。

【0021】また、磁性層の磁性粒子の結晶粒径が減少すればするほど、媒体ノイズは低減できると考えられており、そのようにすることによって磁気記録媒体の低ノイズ化が可能である。すでに説明したように、本発明においてはSiO₂の添加により磁性層の結晶粒径を低下させることができる。なお、磁性層の好ましい平均結晶粒径は5~1.5nmである。また、このような磁性層の膜厚は、一般には5~50nmの範囲が適当であり、より好ましくは10~30nmの範囲である。

【0022】本発明の磁性層は、上記したCo-Pt-(SiO₂)合金あるいはCoCrPt-(SiO₂)合金に代えて、その他のCo系磁性合金からも有利に構成することもできる。別の有利に使用することのできるCo系磁性合金は、例えば、Coを主成分とするCoPt又はCoCrPt合金に、さらにタングステン(W)、カーボン(C)、タンタル(Ta)、ニオブ(Nb)などを単独あるいは組み合わせて添加した合金である。

【0023】上記したCo系磁性合金は、例えば、Coを主成分として含有し、14~23at%のCr及び1~20at%のPtを含み、さらにW及びCを組み合わせて有する五元系合金である。このような合金は、さらには具体的に説明すると、次式により表すことができる。

\text{Co}_{1-x} \text{Cr}_{x+1} - \text{Pt}_{1-y} - \text{W}_y - \text{C}_z

(上式中、 x 、 y はバランス量を意味し、そして $x+y+z=1$ ~7at%である)。

【0024】本発明による磁気記録媒体では、磁性層をCoCrPt合金から構成し、これにW及びCの両方を添加し、さらに層構成や成長プロセスを最適化することにより、ノイズの大幅な低減を図ることができ、したがって、高いS/N比が得られ、よって、高密度記録媒体を実現することができる。上記したような注目すべき効果は、磁性層の形成のためにCoCrPt合金に対して添加されたW及びCは、WC及びWC_xなる安定な化合物を形成することができることに由来する。これらの化合物は、Coへの結晶粒界が極めて小さいため、結晶粒界に析出するものと考えられる。

【0025】ここで、WC及びWC_xは強磁性材料ではないので、結晶粒界に析出した場合に、各磁性粒子の磁気的な結合を切断し、ノイズを低減させる。しかしながら、過剰なCの添加は、磁性層の粒子径を微細化し、保磁力Hcの低下を招く傾向にある。したがって、W:Cにおけるカーボン比はより小さいことが必要である。一方、上述のように、Cが1に対して、平均で、1.5のWがカーボンと結合可能である。残りのタングステンは、磁性粒子のCoリッチな領域に進入し、粒子の微細化をもたらし、媒体の低ノイズ化に寄与する。W:Cに

おいて、タンクステン比が5よりも大であると、組織の微細化が進行し、保磁力Hcが低下するため、媒体ノイズの増大や高密度記録領域における信号出力の低下が生じる。また、过剩なWの添加を行うと、ターゲットが硬化するので、その加工が困難となる。このような観点から、Co-Cr-PtWC五元系合金において、W及びCrの添加量の比は、5:1~2:1の範囲であることが好ましい。また、かかる五元系合金において、W及びCrの添加量の比が1:1でありかつ合計量が1~7at%であることが特に好ましい。

【0026】上記したCo系磁性合金のさらに別の例は、Coを主成分として含有し、1.3~21at%のCr及び1~20at%のPtを含み、さらにTa及Nbを組み合わせて有する五元系合金である。このような合金は、さらに具体的に説明すると、次式により表すことができる。

$\text{Co}_{1-x} - \text{Cr}_{x+1} - \text{Pt}_{y+1} - \text{Ta}_z - \text{Nb}_w$
(上式中、 x, y, z, w はバランス量を意味し、そして $x+y$ は1~7at%である)。

【0027】本発明の磁気記録媒体において、その磁性層は、単層構造及び2層構造にかかわりなく、3.0~18.0G μm のBr(磁性層の膜厚tと残差磁化密度Brの積)を有していることが好ましい。特に、単層構造の磁性層は、5.0~18.0G μm のBrを有していることが好ましく、また、2層構造の磁性層は、3.0~16.0G μm のBrを有していることが好ましい。本発明の磁気記録膜は、従来の磁気記録膜に比較して薄く構成したことにより、特にMRヘッドをはじめとした磁気抵抗効果型ヘッド用として最適である。

【0028】非磁性基板上に上記したような下地層を介して設けられる磁性層は、上記したようにスパッタ法により形成されるものであり、その際、例えばArガスのような不活性ガスの存在下、その磁性層の粒状成長を促進するに十分なガス圧力の下でスパッタ法を実施することが好ましい。特に、保磁力を高めるため、DC負バイアスの印加下にスパッタ法を実施するのが好ましい。スパッタ法としては、上記した下地層の成膜と同様、例えばマグネットロン・パルサ法などを使用することができます。適当な成膜条件として、例えば、約1000~350°Cの成膜温度、好ましくは約1000~320°Cの温度、特に好ましくは250°C前後の温度、1.0mTorr以上の高められたArガス圧力、そして約8.0~400VのDC負バイアスを擧げることができる。ここで、約350°Cを上回る成膜温度は、本来非磁性であるべき基板において磁性を発現する可能性があるので、その使用を避けることが望ましい。

【0029】本発明の磁気記録媒体の磁性層は、上記したように、Co系磁性合金粒子から構成されつつ、それらの磁性粒子の粒界に、磁性粒子間の磁的相互作用を低減せしめる作用を有する非磁性金属元素が拡散により

偏析せしめられていることを特徴とする。非磁性金属元素としては、その拡散を容易に起こさせる必要があることから、單一元素物質、例えばCr、Mo、Cなどが好ましく、換言すると、拡散係数の小さな化合物ではないほうが好ましい。

【0030】本発明に従うと、非磁性金属元素の磁性粒子間に拡散はいろいろな技法に従って行うことができる。ひとつ的好ましい方法は、拡散されるべき非磁性金属元素を磁性層中に予め含まれる非磁性金属に依存し、

10 磁性層の形成後にアニーリングを行うことにより非磁性金属を磁性粒子の粒界に拡散せしめる方法である。この方法の場合、上記したような、すでにCrを含有するCo系磁性合金から形成された磁性層を有利に使用することができる。なお、この場合のアニーリングは、通常、600°C未満、好ましくは1000~500°C、さらに好ましくは300°C前後の温度で実施することができる。

【0031】もう1つの好ましい方法は、磁性層に隣接して、上記したような非磁性金属からなる金属拡散層を配置して、その層から非磁性金属を拡散により放出せしめ、磁性粒子の粒界に拡散せしめらる方法である。金属拡散層は、磁性層の直上に配置してもよく、あるいは磁性層の直下に配置してもよく、さもなければ、もしも磁性層が2層構造等の多層構造で使用されるのならば、それらの磁性層の中间に配置してもよい。いずれの場合にも、磁性層と金属拡散層の両方の成膜後にアニーリングを行なうことが必要である。なお、この場合のアニーリングは、通常、600°C未満、好ましくは約100~500°C、さらに好ましくは400°C前後の温度で実施することができる。

【0032】また、本発明の磁気記録媒体は、必要に応じて、その最上層として、そして、通常、上記した磁性層の上方に、この技術分野において最も採用されているように、保護膜をさらに有しててもよい。適当な保護膜としては、例えば、カーボン(C)の单層もしくはその化合物からなる層、例えばC層、WC層、SiC層、B、C層、水素含有C層など、あるいは特により高い硬度を有するという点で最近注目されているダイヤモンドライカーボン(DLC)の層を挙げることができる。特に、本発明の実施に当たっては、カーボンあるいはDLCからなる保護膜を有利に使用することができる。このような保護膜は、常法に従って、例えば、スパッタ法、蒸着法などによって形成することができる。かかる保護膜の膜厚は、種々のファクタに応じて広い範囲で変更ができるといふものの、好ましくは、約5~15nmである。

【0033】さらに、本発明の磁気記録媒体は、好ましくは、その非磁性基板とその上方の下地層との間に、基板と下地層の密着を改善するための密着層をさらに有している。適当な密着層は、例えば、クロムあるいはチタンを主成分とする金属材料からなる薄膜、好ましくは

C_r薄膜又はTi薄膜、さらに好ましくはC_r薄膜である。

【0034】例えば、本発明で密着層として有利に使用することのできるC_r薄膜は、下地層及び磁性層の基板への密着性の点で必要なだけなく、磁性層の磁気特性や記録再生特性にも影響を及ぼす。磁性層の磁気特性や記録再生特性は、磁性層の結晶粒径や結晶粒間の分離度等の微細構造に依存する。また、磁性層の結晶成長は下地層の膜組織により変化する。従って、磁気特性や記録再生特性に優れた磁性層を形成するためには、下地層の膜組織を良好にしなければならない。そのためには、成膜装置のベースプレッシャ（成膜装置内の到達真空度に相当する）を低くし、かつ成膜雰囲気（一般にはAr等の不活性ガス蒸留気）の圧力を高くして、基板上に密着層としてのC_r薄膜を形成することが有効である。こうすることにより、C_r薄膜は回凸の強調された膜となり、その上に形成される下地層にも凹凸が導入され、磁性粒間の分離度の高まった膜が形成される。その結果、磁性粒間の磁気的相互作用が被減じて、磁気記録媒体の保磁力を高め、媒体ノイズを低減することが可能になる。

【0035】さらに、C_r密着層の形成後、成膜装置の大気解放や酸素プラズマエッチングによりC_r表面を酸化して酸化クロムとすることで、C_r密着層と下地層との間の結晶学的な関係を分断し、下地層の均一な粒成長を促進でき、それにより磁気記録媒体の記録再生特性をさらに向上させることもできる。この効果は、実際、アルミニウム基板上に直接下地層を形成した場合に得られるものと同様な効果であると考えられる。

【0036】本発明の実施において、高密度記録に適した磁気記録媒体を得るために下地層が好都合に結晶成長するためには、そしてまた、基板と下地層の良好な密着を保証するためには、C_r密着層やその他の密着層の膜厚は、通常、1.0～4.0nmの範囲であることが好ましい。密着層の膜厚が1.0nmより小さいと、結果として得られた磁性層の磁性粒間の分離度が低減して、保磁力が低下し記録再生特性が劣化する。また、膜厚が4.0nmよりも大きくなると、下地層の凹凸が激しくなり、磁性層に異常成長が生じて記録再生特性が劣化する。

【0037】本発明の磁気記録媒体は、上記したような必須の層及び任意に使用可能な層に加えて、この技術分野において常用の追加の層を有していたり、さもなければ、含まれる層に任意の化学処理等が施されていてよい。例えば、上記した保護膜の上に、フルオロカーボン樹脂系の潤滑剤層が形成されていたり、さもなくば、同様な処理が施されているてもよい。

【0038】本発明の磁気記録媒体は、以上に詳細に説明したことから理解されるように、磁性層にあるいは磁性層に隣接して配置された金属拡散層中に非磁性金属元素に対応する非磁性金属を含ませ、その磁性層の形成

後かもしくは磁性層と金属拡散層の形成後にアニーリングを行うことにより非磁性金属元素を磁性粒子の粒界に拡散せしめることを含む方法によって製造することができる。アニール温度は、先にも説明したように、好ましくは、600℃未満であり、非磁性金属元素の拡散形態などによって広く変更することができる。

【0039】また、本発明の磁気記録媒体の各層は、これらも先に説明したように、好ましくは、Ar等の不活性ガスの高圧の適用下に、それぞれの層の組成に対応したターゲットから、スパッタ法によって形成することができる。なお、スパッタ法自体は周知の技法であるので、ここでの詳細な説明を省略する。しかしながら、本発明の磁気記録媒体の製造においては、各層を形成する際の圧力を、それらの層の粒状成長を促進するのに十分な圧力とすることが重要である。先に説明したように、磁性層の磁気特性や記録再生特性の向上のためには、磁性層の結晶を粒状に成長させて磁化立化するのが有利であり、そのためには下地層の結晶をやはり粒状に成長させて形成しておくことが有利である。下地層を粒状成長させるために、従来は、例えば前述の特開平6-94631号公報に記載されているように、基板の加熱を行っていたが、基板加熱には先に説明したような弊害がある。本発明ではそれを避けるために、スパッタリングによる通常の成膜プロセスで採用されている數mTorrの成膜雰囲気圧力に代えて、少なくとも1.0mTorr(1.3Pa)もしくはそれ以上の高い圧力、さらによくは例えば2.0～5.0mTorr(2.7～8.7Pa)程度の高い圧力を採用する。このように通常より高い圧力をすることにより、成膜雰囲気中の不活性ガスの濃度が高くなり、スパッタリングにより飛来する粒子が不活性ガスにより散乱されやすくなって、基板上に粒状の結晶を成長しやすくなる。同時に、N₂系下地層を粒状成長させるには、その下にC_r密着層を配置するとともに、そのC_r密着層を粒状成長させておくことが有利であり、従ってC_r密着層の形成時にも結晶の粒状成長を促進する圧力、例えば2.0～5.0mTorrとすることが重要である。

【0040】粒状成長に有効な圧力は、成長させる結晶に依存するだけでなく、使用する成膜装置によっても変動する。そのため、成膜時の圧力は、これらの条件を考慮して決定すべきである。とは言え、粒子の散乱を増加させることで粒状成長を促進するというこの目的のためには、通常の成膜プロセスにおける數mTorrの成膜雰囲気圧力よりも有意に高い圧力、すなわち、前記した少なくとも1.0mTorrの圧力を使用するのが有利である。

【0041】本発明による磁気記録媒体とその構成は、以上の説明から容易に理解することができるであろう。さらに具体的に説明すると、本発明の磁気記録媒体の典型的な構成例は、図5～図7に模式断面図で示す通りで

ある。図5は、磁性層の直上に金属拡散層としてCr拡散層を設けた例である。図示の磁気記録媒体10において、基板1としてはSiO₂膜を有するシリコン基板が使用されており、その基板1の上に順次、いずれも1.0 mTorr以上の高Arガス下でスパッタ成膜されたものであるが、膜厚2.0 μmのCr密着層2、膜厚1.00 nmのNiP下地層3、膜厚2.0 nmのCoCrPt(SiO₂)磁性層4、膜厚1.00 nmのCr拡散層5、そして膜厚8 nmのカーボン保護膜6が設けられている。さらに、カーボン保護膜6の上には、図示しないが、フロオロカーボン樹脂系の潤滑剤層が施されている。

【0042】図6は、磁性層の直下に金属拡散層としてCr拡散層を設けた例である。図示の磁気記録媒体10において、基板1としてはSiO₂膜を有するシリコン基板が使用されており、その基板1の上に順次、いずれも1.0 mTorr以上の高Arガス下でスパッタ成膜されたものであるが、膜厚2.0 μmのCr密着層2、膜厚1.00 nmのNiP下地層3、膜厚2.0 nmのCr拡散層5、膜厚2.0 nmのCoCrPt(SiO₂)磁性層4、そして膜厚8 nmのカーボン保護膜6が設けられている。さらに、カーボン保護膜6の上には、図示しないが、フロオロカーボン樹脂系の潤滑剤層が施されている。

【0043】図7は、磁性層を上下に分断された2層構造とし、それらの磁性層の中間に、金属拡散層としてCr拡散層を設けた例である。図示の磁気記録媒体10において、基板1としてはSiO₂膜を有するシリコン基板が使用されており、その基板1の上に順次、いずれも1.0 mTorr以上の高Arガス下でスパッタ成膜されたものであるが、膜厚2.0 μmのCr密着層2、膜厚1.00 nmのNiP下地層3、膜厚1.00 nmの下方のCoCrPt(SiO₂)磁性層4-1、膜厚2.0 nmのCr拡散層5、膜厚1.00 nmの上方のCoCrPt(SiO₂)磁性層4-2、そして膜厚8 nmのカーボン保護膜6が設けられている。さらにもう1つは、カーボン保護膜6の上には、図示しないが、フロオロカーボン樹脂系の潤滑剤層が施されている。

【0044】さらにまた、本発明は、そのもう1つの面において、本発明の磁気記録媒体を使用した磁気ディスク装置にある。本発明の磁気ディスク装置において、その構造は特に限界はないといふものの、基本的に、磁気記録媒体において情報の記録を行うための記録ヘッド部及び情報の再生を行うための再生ヘッド部を備えている構造を有する。特に、再生ヘッド部は、磁界的強さに応じて電気抵抗が変化する磁気抵抗素子を使用した磁気抵抗効果型ヘッド、すなわち、MRヘッドを備えていることが好ましい。

【0045】本発明の磁気ディスク装置において、好ましくは、磁気抵抗効果素子及び磁気抵抗効果素子にセンサ電流を供給する準体層を有し、磁気記録媒体からの

情報の読み出しを行う磁気抵抗効果型の再生ヘッド部と、薄膜で形成された一対の磁極を有し、磁気記録媒体への情報の記録を行う誘導型の記録ヘッド部とが積層されてなる複合型の磁気ヘッドを使用することができる。磁気抵抗効果型の再生ヘッドは、この技術分野において公知のいろいろな構造を有することができ、そして、好ましくは、異力性磁気抵抗効果を利用したAMRヘッド又は巨大磁気抵抗効果を利用したGMRヘッド(スピナーバルブGMRヘッド等を含む)を包含する。特に上記したような構成の磁気ディスク装置を使用すると、従来の複合型の磁気ヘッドに比較して、記録ヘッド部の磁極の曲面を小さくするとともに導体層の抵抗を下げ、オフトラックが小さい範囲であれば、精確にかつ高感度で情報読み出しができる。

【0046】

【実施例】次いで、本発明の磁気記録媒体及びその製造方法を下記の実施例によりさらに詳細に説明する。

実施例1

外径6.5 mm、内径2.0 mm及び厚さ0.635 mmのSiO₂膜付きシリコン基板を使用して本発明の磁気記録媒体を製造した。

【0047】DC/RFマグネットロンスペッタ装置(アネルバ社製SPF-430)を用意し、チャンバ内を 1×10^{-3} Torrに排気した後、Arガスを導入して放電時のガス圧を5.0 mTorrに保持した。最初に、投入電力3.000 W(DCマグネットロン)、成膜速度1.7 nm/秒の条件で膜厚2.0 nmのCr密着層を成膜した。次いで、チャンバ内を一旦大気に開放した後、 3×10^{-3} Torrに排気し、さらにArガスを導入し、放電時のガス圧を3.0 mTorrに保持して、投入電力3.000 W(DCマグネットロン)、成膜速度1.1 nm/秒の条件で膜厚1.00 nmのNiP下地層を成膜した。引き続き、同じガス圧で、投入電力1.500 W(RFマグネットロン)、成膜速度0.54 nm/秒の条件で膜厚2.0 nmの(Co-7Cr-20Pt)-n-(SiO₂)磁性層を成膜した。チャンバ内を再び大気に開放した後、Arガスを導入して放電時のガス圧を5.0 mTorrに保持して、投入電力3.000 W(DCマグネットロン)、成膜速度1.7 nm/秒の条件で膜厚1.00 nmのCr拡散層を成膜し、引き続いて、真空を維持したまま、添付の図8に示すように異なるアーニル温度で加熱した。最後に、チャンバ内を 1×10^{-3} Torrに排気後、Arガスを導入し、放電時のガス圧を5.0 mTorrに保持して、投入電力4.000 W(DCマグネットロン)、成膜速度0.24 nm/秒の条件で膜厚8 nmのカーボン保護膜を成膜した。図5に示したような層構成を有する磁気記録媒体が得られた。

【0048】上記のようにして製造した磁気記録媒体の保磁力のアーニル温度依存性を評価するため、異なるアーニル温度を適用して製造された磁気記録媒体のそれぞ

れについて保磁力 H_c を測定したところ、添付の図8に曲線Iでプロットするような結果が得られた。図示の結果から理解することができるよう、保磁力は、400°Cの温度までではアニール温度を上昇に伴って単調に増加するけれども、600°Cまで温度を上昇させると、Cr_x拡散層からのCr_x拡散が温度に生じる結果、非磁化してしまう。したがって、アニール温度は600°C未満であることが必要であり、満足し得る保磁力は約1000~5000Gのアニール温度の時に得ることができ、400°C前後の温度の時に最も高い保磁力を得ることができる。

實驗題 2

前記実施例1に記載の手法を繰り返したが、本例では、磁気記録媒体からC_r抜散層を省略した。磁性層の直上にC_r抜散層を有しない相違点を除いて、図5に示したような構成を有する磁気記録媒体が得られた。
 [0049] 製造した磁気記録媒体の保磁力のアーニル温度依存性を評価するため、異なるアーニル温度を適用して製造された磁気記録媒体のそれぞれについて保磁力H_cを測定したところ、添付の図8に曲線IIでプロットするような結果が得られた。図8の結果が確認するこ

[0494] 製造した微気記録媒体の保磁力のアーニル温度依存性を評価するため、異なるアーニル温度を適用して製造された微気記録媒体のそれぞれについて保磁力をHcを測定したところ、図の断面のB面図IIでプロットするような結果が得られた。図示の結果から理解することができるよう、保磁力は、300°Cの温度まではアーニル温度の上昇につれて単調に増加するけれども、それよりも高くなると急速な低下を示し、600°Cまで温度を上昇させると、磁性層自体からのCr拡散が過度に生じる結果、非磁化してしまう。したがって、アーニル温度は600°C未満であることが必要であり、満足しえる保磁力は約1000～5000Gのアーニル温度の時に得ることができ、300°C前後の温度の時に最も高い保磁力を得ることができる。なお、本例の場合にアーニル温度が300°Cを過ぎたあたりから保磁力が低下はじめ、400°C近傍からは急速な保磁力の低下が発生したのは、磁性粒形状の変化を伴った拡散が始まり、磁性粒どうしが合体し始めて、磁性粒間の磁気的相互作用が逆に増加してしまったことに原因があると、考察される。

案例 3

外径 6.5 mm、内径 2.0 mm 及び厚さ 0.635 mm の SiO₂ 膜付きシリコン基板を使用して本発明の磁気記録媒体を製造した。

【0050】DC/RFマグネットロンスパッタ装置(アネルバ社製SPF-4300)を用意し、チャンバ内を 1×10^{-4} Torrに排気した後、Arガスを導入して放電時のガス圧を5 mTorrに保持した。最初に、投入電力3000W(DCマグネットロン)、成膜速度1.7 nm/秒の条件で膜厚20 nmのCr密着層を成膜した。次いで、チャンバ内を一旦大気に解放した後、 3×10^{-4} Torrに排気し、さらにArガスを導入し、放電時のガス圧を30 mTorrに保持して、投入電力3000W(DCマグネットロン)、成膜速度1.1 nm/秒の条件

で膜厚1.00 nmのNi: P下地層を成膜した。次いで、再びArガスを導入して放電時のガス圧を5.0 mTorrに保持して、投入電力3000 W(DCマグネットロン)、成膜速度1.7 nm/秒の条件で膜厚2.0 nmのCr拡散層を成膜した。さらに続けて、放電時のガス圧を3.0 mTorrに保持して、投入電力1500 W(RFマグネットロン)、成膜速度0.54 nm/秒の条件で膜厚2.0 nmの(Co-7Cr-20Pt)_n-(SiO_x)_n活性層を成膜し、そして、真空を維持したまま、異なるアニール温度で加熱した。最後に、チャンバ内を1.0 × 10⁻³ Torrに排気後、Arガスを導入し、放電時のガス圧を5.0 mTorrに保持して、投入電力4.0 kW(DCマグネットロン)、成膜速度0.24 nm/秒の条件下で膜厚8 nmのカーボン保護膜を成膜した。図6に示したような層構成を有する磁気記録媒体が得られた。試験した磁気記録媒体のアーニール温度依存性を評価するため、異なるアーニール温度を適用して製造された磁気記録媒体のそれぞれについて保磁力Hcを測定したところ、添付の図8に曲線1でプロットしたものに比較可能な結果が得られた。

寒梅图例4

外径 6.5 mm、内径 2.0 mm 及び 厚さ 0.635 mm の SiO₂ 膜付きシリコン基板を使用して本発明の磁気記録媒体を製造した。

〔0051〕DC/RFマグネットロンスピッタ装置（アネルバ社製 SPF-430）を用意し、チャンバ内を 1×10^{-6} Torr に排気した後、Ar ガスを導入して放電時のガス圧を 50 mTorr に保持した。最初に、投入電力 300W (DCマグネットロン)、成膜速度 1.7 nm/秒の条件で膜厚 2.0 nm の Cr 薄膜層を成膜した。次いで、チャンバ内を一旦大気に解放した後、 3×10^{-6} Torr に排気し、さらにも Ar ガスを導入し、放電時のガス圧を 30 mTorr に保持して、投入電力 300W (DCマグネットロン)、成膜速度 1.1 nm/秒の条件で膜厚 1.0 nm の Ni_xP 下地層を成膜した。次いで、放電時のガス圧を 30 mTorr に保持して、投入電力 150W (RFマグネットロン)、成膜速度 0.54 nm/秒の条件で膜厚 1.0 nm の (Co-7Cr-20Pt)_x (SiO₂)_y 磁性層を成膜した。引き続いて、再び Ar ガスを導入して放電時のガス圧を 50 mTorr に保持して、投入電力 300W (DCマグネットロン)、成膜速度 1.7 nm/秒の条件で膜厚 2.0 nm の Cr 抵抗層を成膜した。さらに続けて、放電時のガス圧を 30 mTorr に保持して、投入電力 150W (RFマグネットロン)、成膜速度 0.54 nm/秒の条件で膜厚 1.0 nm の (Co-7Cr-20Pt)_x (SiO₂)_y 磁性層を成膜し、そして、真空を維持したまま、異なるアニール温度で加熱した。最後に、チャンバ内を 1×10^{-6} Torr に排気後、Ar ガスを導入し、放電時のガス圧を 50 mTorr に保持して、投入電力 400W (RFマグネットロン)、成膜速度 1.1 nm/秒の条件で膜厚 1.0 nm の Ni_xP 上地層を成膜した。

Cマグネットロン)、成膜速度0.24nm/秒の条件で膜厚8nmのカーボン保護膜を成膜した。図7に示したような層構成を有する磁気記録媒体が得られた。製造した磁気記録媒体の保磁力のアニール温度依存性を評価するため、異なるアニール温度を適用して製造された磁気記録媒体のそれぞれについて保磁力Hcを測定したところ、添付の図8に曲線Iでプロットしたものに比較可能な結果が得られた。

【0052】

【発明の効果】以上に説明したように、本発明によれば、特にHDDに有利に使用することのできる、極めて高保磁力であり、かつしたがって高記録密度が可能な磁気記録媒体を提供することができる。

【図面の簡単な説明】

【図1】従来の磁気記録媒体の一例を示す断面図である。

【図2】従来の磁気記録媒体のもう1つの例を示す断面図である。

【図3】図2に示した磁気記録媒体の磁性層における磁

*性粒子のマイクロ構造を示す模式断面図である。

【図4】本発明による磁気記録媒体における磁性層近傍における挙動を説明した模式断面図である。

【図5】本発明による磁気記録媒体の好ましい一例を示す断面図である。

【図6】本発明による磁気記録媒体のもう1つの好ましい例を示す断面図である。

【図7】本発明による磁気記録媒体のさらにもう1つの好ましい例を示す断面図である。

【図8】本発明による磁気記録媒体における保磁力のアニール温度依存性を示すグラフである。

【符号の説明】

1…非磁性の基板

2…Cr密着層

3…Ni系下地層

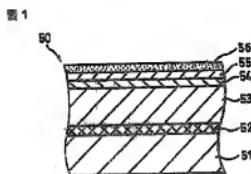
4…Co系磁性層

5…金属拡散層

6…保護膜

10…磁気記録媒体

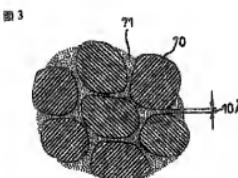
【図1】



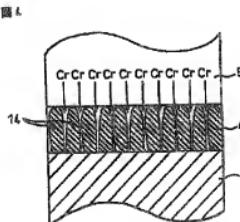
【図2】



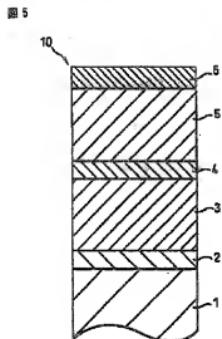
【図3】



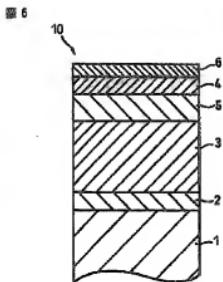
【図4】



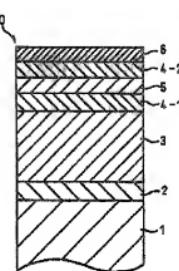
【図5】



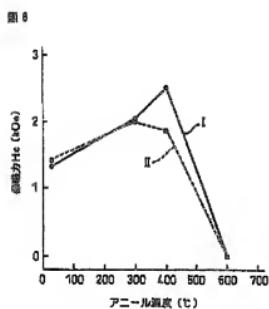
【図6】



【図7】



【図8】



フロントページの続き

F ターム(参考) 4K029 AA04 AA05 AA09 BA06 BA07
BA11 BA12 BA24 BA25 BA34
BB02 BC06 BD11 CA05 EA03
EA08 GA01
5D006 BB01 BB06 BB07 BB08 CA01
CB04 DA03 EA03 FA09
5D112 AA02 AA03 AA05 AA11 AA24
BA02 BA03 BB05 BB10 BD03
BD06 FA04 GB02
5E049 AA04 AA09 BA06 CB01 DB02
DB04 EB06 GC01